

UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Trabalho de Conclusão de Curso

**INFLUÊNCIA DA TAXA DE DEFORMAÇÃO NAS PROPRIEDADES
TERMOMECÂNICAS DE LIGAS CU-AL-BE-NB-NI COM MEMÓRIA
DE FORMA**

Alan Charles Bezerra Silva

João Pessoa-PB

Outubro, 2018

S586i Silva, Alan Charles Bezerra.

Influência da taxa de deformação nas propriedades termomecânicas de ligas cu-al-be-nb-ni com memória de forma / Alan Charles Bezerra Silva. - João Pessoa, 2018.

43 f. : il.

Orientação: Danniel Ferreira de Oliveira.
Monografia (Graduação) - UFPB/CT.

1. Efeito memória de forma. 2. Transformação martensítica. 3. Temperatura de transformação. 4. Deformação residual. I. de Oliveira, Danniel Ferreira. II. Título.

UFPB/BC

Alan Charles Bezerra Silva

“Influência da taxa de deformação nas propriedades termomecânicas de ligas Cu-Al-Be-Nb-Ni com memória de forma”

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao curso de Engenharia de Materiais, do Centro de Tecnologia da Universidade Federal da Paraíba, para análise da banca examinadora como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Dannel Ferreira de Oliveira

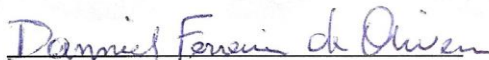
Alan Charles Bezerra Silva

**INFLUÊNCIA DA TAXA DE DEFORMAÇÃO NAS
PROPRIEDADES TERMOMECÂNICAS DE LIGAS CU-AL-BE-NB-
NI COM MEMÓRIA DE FORMA**

Data de defesa: 29 de outubro de 2018.


Período: 2018.1

Trabalho de Conclusão de Curso aprovado pela Banca Examinadora:



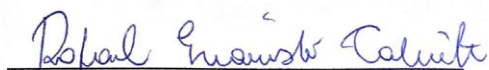
Prof. Dr. Dannel Ferreira de Oliveira

DEMAT/CT/UFPB



Prof. Dr. Tibério Andrade dos Passos

DEMAT/CT/UFPB



Prof. Dr. Rafael Evaristo Caluête

DEMEC/CT/UFPB

DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho primeiramente a Deus, pois sem esse suporte eu não teria conseguido, em segundo lugar aos meus pais por sempre me auxiliar e mostrar o caminho certo a ser seguido. Agradeço a minha namorada por está comigo em todas as horas. Também quero deixar aqui o registro de agradecimento e carinho ao meu primo Gilmar que se estivesse aqui entre a gente estaria muito feliz com essa vitória alcançada.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, por ter me dado saúde e sabedoria para vencer todos os desafios impostos nessa longa jornada.

Aos meus pais, Agamenon Guedes da Silva e Marleuda Alves Bezerra Silva, pois apesar de todas as dificuldades estiveram sempre à disposição para me ajudar.

A minha namorada Larissa Guedes, por sempre está ao meu lado desde o início, me aconselhando e auxiliando.

Ao meu tio Doroteu Honório Guedes Filho (Dadá Guedes), meu primo Jordão, meus avós Genilda Guedes e Luiz Honório por toda ajuda principalmente durante o tempo de cursinho.

Ao Professor Dannel Ferreira de Oliveira por toda dedicação, orientação e tempo disponibilizado no decorrer desse projeto.

A todos os meus colegas do curso de Engenharia de Materiais que me ajudaram de forma direta ou indireta, em especial ao Willian Monteiro, William Machado, Claine Manguiera, Olívia Macêdo, Ananda Albuquerque e Gessyane Barbosa que estiveram sempre próximos nessa extensa e cansativa caminhada.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	VIII
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES.....	X
RESUMO.....	XII
ABSTRACT.....	XIII
CAPÍTULO I	1
1.INTRODUÇÃO.....	1
1.2 OBJETIVOS	3
1.2.1 OBJETIVO GERAL.....	3
1.2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	3
CAPÍTULO II.....	4
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	4
2.1. EFEITO MEMÓRIA DE FORMA E TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS.....	4
2.1.1 EFEITO MEMÓRIA DE FORMA.....	5
2.1.1 TRANSORMAÇÕES MARTENSÍTICAS.....	6
2.2 SUPERELASTICIDADE E TAXA DE DEFORMAÇÃO.....	8
2.2.1 SUPERELASTICIDADE.....	9
2.2.2 TAXA DE DEFORMAÇÃO.....	10
2.3 TAMANHOS DE GRÃO E LIGAS COM ALTA HISTERESE.....	10
2.3.1 TAMANHOS DE GRÃO.....	11
2.3.2 LIGAS COM ALTA HISTERESE.....	12
CAPÍTULO III.....	13
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	13
3.1 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	14
CAPÍTULO IV.....	16
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	16
CAPÍTULO V.....	25
5. CONCLUSÕES.....	25
CAPÍTULO V.....	27

6. REERÊNCIAS.....	27
--------------------	----

LISTA DE FIGURAS

Figura: 1 - Ilustração do efeito memória de forma.....	5
Figura: 2 - Evolução da fração de martensita com a temperatura M_f e A_f	6
Figura: 3 - Representação esquemática da curva típica de transformação numa LMF.....	7
Figura: 4 - Comportamento mecânico típico da SE.....	9
Figura: 5 - Mostra as curvas obtidas por ensaios de compressão a 280 K em amostras com diferentes tamanhos de grão e a (b) ilustra a variação do tamanho do grão em diferentes temperaturas.....	11
Figura: 6 - Diagrama das atividades necessárias à quantificação das propriedades termomecânicas das ligas estudadas.....	13
Figura: 7 - Molde para obtenção dos corpos de prova cilíndrico.....	14
Figura: 8 - Dimensões em mm do corpo de prova cilíndrico para ensaio mecânicos.....	16
Figura: 9 - Montagem experimental destacando o corpo de prova e dispositivo (garra) dentro da câmara de aquecimento e refrigeração durante o ensaio de tração cíclico.....	16
Figura: 10 - Corpos de Prova Bruto de .Fusão.....	17
Figura: 11 - Análise Térmica via DSC de uma liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni.....	18
Figura: 12 - Presença da austenita na liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni.....	18
Figura: 13 - Ensaio típico para quantificação da superelasticidade na Temperatura de -30°C para liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni com VC de 0,02 mm/s.....	19
Figura: 14 - Ensaio para quantificação da superelasticidade na Temperatura de -30°C para liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni com VC de 0,02 mm/s.....	20
Figura: 15 - Ensaio para quantificação da superelasticidade na temperatura de -5°C para liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni com VC de 0,02 mm/s.....	21

Figura: 16 - Ensaio para quantificação da superelasticidade na temperatura de 50°C para liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni com VC de 0,02 mm/s.....	21
Figura: 17 - Deformação residual em função da temperatura de deformação na liga Cu - 11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni com velocidade de carregamento 0,02 mm/s.....	22
Figura: 18 - Ensaio para quantificação da superelasticidade na Temperatura de 25°C para liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni.....	23
Figura: 19 - Recuperação elástica em função da pré-deformação na liga Cu-11,8-Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni a temperatura de -30°C com VC de 0,004 mm/s.....	24

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

Af – Fim da Transformação Austenítica
As – Início da transformação Austenítica B2 - Tipo de Austenita
DO3 – Tipo de Austenita
L21 – Tipo de Austenita
DSC – Calorimetria Diferencial Exploratória
EMF – Efeito Memória de Forma
LMF – Ligas com memória de forma
HT – Histerese Térmica
L21 – Tipo de Austenita
Mf - Fim da Transformação Martensítica
Ms – Início da Transformação Martensítica
Ø – Diâmetro
TM – Transformação Martensítica
TPTF – Temperatura de Pico da Transformação de Fase
 β – Fase Austenita
 σ – Tensão de Indução da Martensita
B2 – Tipo de Austenita
Cr – Cromo
K – kelvin
Ti-Cu-Ni – Titânio – Cobre – Níquel
Zn – Zinco
Mm – Milímetro
 μm – Micrômetro
Kg – Quilograma
s – Segundos
Mg – Miligrama
KVA – Quilovoltampere
°C – Grau Celsius
VC – velocidade de carregamento
Cu-Al-Be-Nb-Ni – cobre – alumínio – berílio – nióbio – níquel

Ti – Titânio

Min – Minutos

Zr – Zircônio

KN – KiloNewton

Au-Cd – Ouro- Cadmio

InTi – Índio – Titânio

RESUMO

As ligas com efeito de memória de forma (EMF) pertencem a uma família de materiais metálicos que, mesmo após serem deformados pseudoplasticamente, demonstram a habilidade de retornar a uma forma previamente definida, desde que submetidos a um processo termomecânico adequado. Estas ligas apresentam quatro temperaturas de transformação de fase: M_i e M_f durante o resfriamento, A_i e A_f durante o aquecimento. As temperaturas M_i e M_f representam, respectivamente, o início e fim da transformação martensítica, enquanto que as temperaturas A_i e A_f indicam, respectivamente, o início e fim da transformação austenítica. As propriedades funcionais de ligas com EMF estão em grande parte relacionadas com a transformação martensítica termoelástica. Quando as ligas com EMF sofrem uma transformação martensítica termoelástica a deformação é viabilizada por um mecanismo de maclagem, abaixo da temperatura de transformação. Esta deformação (reversível) sofre, então, um processo de reversão, quando a estrutura maclada (martensítica) se transforma na fase mãe de alta temperatura (austenita), por aquecimento. Pode-se considerar a transformação martensítica como sendo uma transição estrutural de primeira ordem apresentando uma deformação uniforme da rede cristalográfica. Este processo acontece basicamente, por cisalhamento, sendo viabilizada por um mecanismo de maclagem abaixo da temperatura de transformação. É coerente afirmar que a transformação martensítica é termoelástica, quando a deformação, que produz a transformação é absorvida pela matriz austenita, em torno da martensita, de modo que existe um equilíbrio termoelástico, entre a energia de origem química e a de origem elástica, que controla o avanço da transformação. Desse modo, o presente trabalho tem por finalidade avaliar a influência da velocidade de deformação nas propriedades termomecânicas de ligas Cu-Al-Be-Nb-Ni com efeito de memória de forma. Sendo assim, foi possível observar que quanto mais alta a temperatura do ensaio, em relação ao M_i , menor a deformação residual. Observou-se também que a tensão para impor à mesma deformação máxima a liga foi tanto menor, quanto menor a temperatura de deformação. Da mesma forma pode-se afirmar que a taxa de aquecimento durante a deformação contribui para o aumento da deformação residual. E que a deformação residual aumenta com a diminuição da velocidade de deformação e está diretamente associada com a martensita retida.

Palavras-chave: Efeito memória de forma, transformação martensítica, temperatura de transformação, deformação residual.

ABSTRACT

The interfaces with physical form memory (EMF) belong to a family of metallic materials that, even after being pseudoplastically deformed, demonstrate a recoverability of a form of age definition, since they have undergone a suitable thermomechanical process. These alloys were four phase transformation phases: M_i and M_f during the cooling, A_i and A_f during heating. The halves and the images represent, respectively, and initiate the martensitic transformation, whereas the temperatures and the affinity, respectively, the beginning and end of the austenitic transformation. As the multiple properties of EMF are largely related to a thermoelastic martensitic transformation. When the alloys with EMF are a thermoelastic martensitic measure the deformation is made possible by a machining mechanism, below the transformation temperature. This (reversible) measure undergoes an inversion process, when a maze structure (martensitic) becomes the mother phase of high temperature (austenite), by heating. One can consider the martensitic transformation as a first-order structural transition presenting a uniform deformation of the crystal lattice. This process basically happens, by shear, being made possible by a machining mechanism below the transformation temperature. It is consistent to state that the martensitic transformation is thermoelastic, when the deformation that produces the transformation is absorbed by the austenite matrix around the martensite, so that there is a thermoelastic balance between the energy of chemical origin and the elastic origin, which controls the progress of transformation. Thus, the present work aims to evaluate the influence of the deformation velocity on the thermomechanical properties of Cu-Al-Be-Nb-Ni alloys with shape memory effect. Thus, it was possible to observe that the higher the test temperature, the smaller the residual deformation. It was also observed that the stress to impose at the same maximum deformation the alloy was lower, the lower the deformation temperature. In the same way, it can be stated that the heating rate during the deformation contributes to the increase of the residual deformation. And that the residual deformation increases with the decrease of the velocity of deformation and is directly associated with the martensite retained.

Keywords: Form memory effect, Martensite transformation, Transformation temperature, Residual deformation.

CAPÍTULO I

1. INTRODUÇÃO

As ligas com efeito memória de forma (EMF) pertencem a uma família de materiais metálicos que, mesmo após serem deformados pseudoplasticamente, demonstram a habilidade de retornar a uma forma previamente definida, desde que submetidos a um processo termomecânico adequado.

As ligas com (EMF) são comercialmente atraentes, como um tipo de material de absorção e amortecimento de energia, nos campos de engenharia de máquinas, construção de pontes, dispositivos de união, instrumentos de precisão e vida diária, devido à sua transformação de fase martensítica termoelástica especial que absorve energia (LIU et. al, 2015). Entre as várias ligas com EMF, as ligas à base de cobre têm a perspectiva de aplicação mais ampla além das ligas Ni-Ti devido ao seu baixo custo, boas propriedades de memória de forma, excelentes propriedades de amortecimento e altas condutividades elétricas e térmicas (OTSUKA & WAIMAN, 1988).

Segundo N. Suresh & U. Ramamurty (2007) as propriedades funcionais das ligas com EMF estão em grande parte relacionadas com a transformação martensítica termoelástica, essas ligas apresentam duas propriedades únicas: o efeito de memória de forma e a superelasticidade. Ambos são possíveis devido à mudança de fase no estado sólido, ou seja, transformação da estrutura cristalina.

As ligas com EMF no seu estado livre de tensão são caracterizadas por quatro temperaturas de transformação de fase: M_i e M_f durante o resfriamento, A_i e A_f durante o aquecimento. As temperaturas M_i e M_f representam, respectivamente, o início e fim da transformação martensítica, enquanto que as temperaturas A_i e A_f indicam, respectivamente, o início e fim da transformação austenítica.

As propriedades funcionais de ligas com EMF estão em grande parte relacionadas com a transformação martensítica termoelástica (N. Suresh & U. Ramamurty, 2007). Quando as ligas com EMF sofrem uma transformação martensítica termoelástica a deformação é viabilizada por um mecanismo de maclagem, abaixo da temperatura de transformação. Esta deformação (reversível) sofre, então, um processo de reversão, quando a estrutura maclada

(martensítica) se transforma na fase mãe de alta temperatura (austenita), por aquecimento (FERNANDES 2003).

De acordo com LIU et. al. (2015) quando as ligas com EMF são utilizados como materiais para absorção de energia e de choque, sua alta elasticidade e/ou alta superelasticidade podem melhorar a capacidade de absorção de energia externa pela transformação de fase.

Alguns estudos realizados em ligas com EMF à base de cobre descobriram que o refinamento de grãos pode melhorar até certo ponto a ductilidade e a resistência à fadiga destas ligas. Mas após o refinamento de grãos, o movimento da interface entre a martensita e a austenita torna-se difícil e, a quantidade reversível de martensita diminui e a histerese de transformação aumenta, o que torna uma degradação das propriedades de memória de forma das ligas. Estudos recentes relacionados à obtenção de estruturas de grãos colunares via solidificação unidirecional, tem contornado essa limitação das propriedades mecânicas das ligas à base de cobre. As ligas com EMF obtidas por solidificação apresentam excelentes propriedades de memória de forma, alta plasticidade e superelasticidade.

Segundo OLIVEIRA (2009), as ligas Cu-Al-Be modificadas com Nb, apresentam excelentes características, tais como: boa ductilidade, recuperação de forma superior a 4%, boa resistência mecânica e temperaturas de transformações $M_i < 0^\circ\text{C}$, o que as credenciam a serem aplicadas como atuadores mecânicos em baixas temperaturas. Porém, em virtude da necessidade das baixas temperaturas ($M_i < 0^\circ\text{C}$), para a utilização dessas ligas como dispositivos de união, faz-se necessário o armazenamento e instalação desses dispositivos em meios criogênicos, ou seja, de baixas temperaturas, implicando dessa forma em um alto custo de processamento (LI et al., 2005; PIAO et al., 1993, HE et al., 2006). Uma das formas de contornar esse problema seria o uso de ligas com uma maior histerese térmica (diferença entre as temperaturas M_i e A_i). Desta forma a liga poderia ser deformada e acondicionada em temperaturas mais elevadas (temperatura inferior a A_i), reduzindo, consideravelmente, os custos inerentes ao armazenamento dos dispositivos.

Um mecanismo para aumentar a temperatura de início da transformação austenítica (A_i) através da pré-deformação foi investigado por (PIAO, et al.1993). O aumento de A_i está relacionado a recuperação da deformação residual com aquecimento térmico. Observando a importância da obtenção de ligas com EMF que apresente elevada histerese térmica, é fundamental avaliar mecanismos capazes de tornar estas cada vez mais atraentes para aplicações tecnológicas.

O presente estudo tem finalidade em mostrar a influência da taxa de deformação nas propriedades termomecânicas de ligas Cu-Al-Be-Nb-Ni com memória de forma.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 OBJETIVO GERAL

Este trabalho tem como objetivo geral obter uma liga Cu-Al-Be-Nb-Ni com memória de forma por fundição em forno tipo mufla e avaliar as propriedades termomecânicas.

1.2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- ✓ Elaboração da liga Cu-Al-Be-Nb-Ni com memória de forma por fundição;
- ✓ Caracterização da liga por microscopia ótica;
- ✓ Determinação das Temperaturas de Transformação de fase via DSC;
- ✓ Determinação das propriedades termomecânicas através de ensaios de quantificação de superelasticidade.

CAPÍTULO II

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 EFEITO MEMÓRIA DE FORMA E TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

2.1.1 EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

Esse fenômeno vem sendo estudado a cerca de muitos anos, por volta de 1951, o Efeito Memória de Forma (EMF) foi primeiramente observado na liga AuCd, por Chang e Read (BRINSON, 1993), e depois nas ligas InTi e CuZn, sem obterem muito sucesso. O avanço para aplicações na engenharia ocorre com a descoberta da liga NiTi por Buehler e colaboradores em 1963 no Naval Ordnance Laboratory (NOL), nomeando sua descoberta de NITINOL em referência ao seu laboratório (LAGOUDAS et al., 2008). A liga NiTi apresenta o EMF maior do que outras ligas metálicas, observando-se uma total recuperação de grandes deformações (CHOPRA, 2002). Em 1970, o mesmo fenômeno foi observado na liga CuAlNi e tornou-se evidente que este comportamento é comum em ligas que sofrem a transformação martensítica (OTSUKA E WAYMAN, 1998).

Alguns grupos de materiais metálicos demonstram uma capacidade de memorizar uma forma previamente definida e recuperá-la quando submetido a um ciclo térmico adequado, esses grupos são chamados de ligas com efeito memória de forma (EMF). A principal característica que envolve este tipo de material é a habilidade de sofrer grandes deformações e, logo depois, recuperar sua forma original quando a carga é retirada ou o material é aquecido.

HODGSON et al. (1990) abordaram que quando a LMF está abaixo de M_f (Figura 1) e com temperatura constante, pode ser facilmente deformada (Figura 1B). Por outro lado, quando o material é aquecido acima de A_f , ocorre uma mudança que o faz retornar a sua forma original (Figura 1D), após esta resfriada completamente o ciclo retorna à condição inicial.

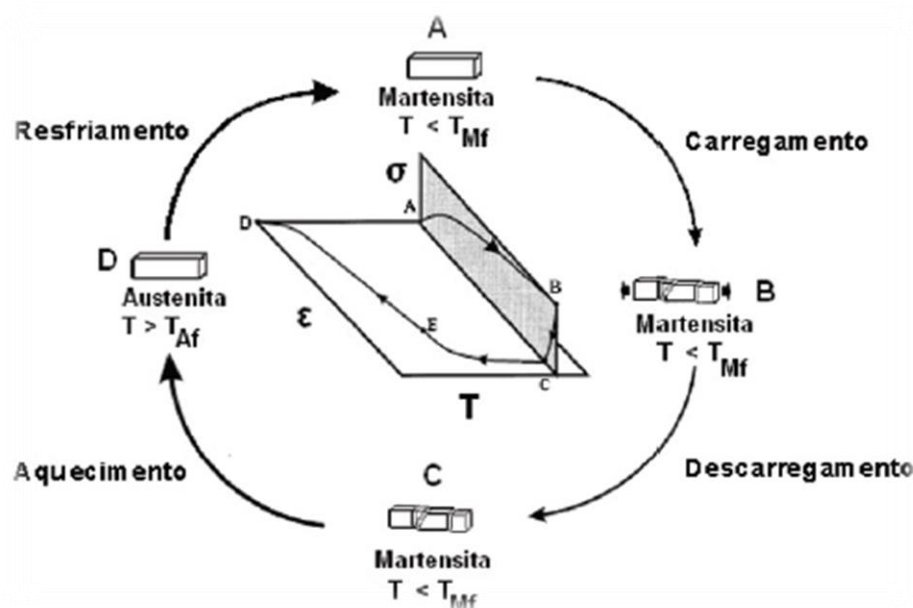


Figura: 1 - Ilustração do efeito memória de forma. Fonte: HODGSON et al. (1990)

Segundo ROGERS (1993) a base do efeito memória de forma é a transformação de fase martensítica. A transformação de fase martensítica explica a recuperação de forma das LMF. Esta transformação ocorre dentro de uma escala das temperaturas que variam de acordo com as propriedades químicas de cada liga.

2.1.2 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS.

Um mecanismo que é responsável pelo surgimento do EMF é a transformação martensítica e sua reversão, esta pode ocorrer tanto por temperatura quanto pela aplicação de tensão mecânica.

Pode-se considerar a transformação martensítica como sendo uma transição estrutural de primeira ordem apresentando uma deformação uniforme da rede cristalográfica. Este processo acontece basicamente, por cisalhamento, sendo viabilizada por um mecanismo de maclagem abaixo da temperatura de transformação. Essa deformação é reversível a partir do momento em que a estrutura maclada se transforma na fase mãe de alta temperatura, por aquecimento (FERNANDES, 2003). É coerente afirmar que a transformação martensítica é termoelástica, quando a deformação, que produz a transformação é absorvida pela matriz austenita, em torno da martensita, de modo que existe um equilíbrio termoelástico, entre a energia de origem química e a de origem elástica, que controla o avanço da transformação (MARTINEZ, 2001).

Essas alterações nas estruturas cristalinas ocorrem de modo adifusional. Fazendo com que não tenha movimentação de átomos, e que a composição química não seja alterada. Sendo assim, a concentração dos elementos na fase martensítica é aproximadamente similar à concentração na fase austenítica. Este mecanismo de transformações envolve mobilidade cooperativa de átomos sobre distâncias menores que um espaçamento atômico (WILLIAM et al., 2010).

As transformações martensíticas (TM) são reações que ocorrem sem difusão, havendo entre a fase mãe ou austenita e a fase produto ou martensita. Portanto, dada à maneira pela qual a martensita se forma, não há mudança de composição quando o reticulado da matriz se converte na fase produto, sendo essa formação dependente somente da velocidade do som na matriz austenítica (WILLIAM et al., 2010) somente uma pequena variação dimensional, da ordem de frações da distância interatômica.

A dissipação de energia devido aos choques de discordâncias e a criação de defeitos, está diretamente ligada às mudanças que ocorrem nas estruturas cristalinas das LMF. A Figura 2 mostra um ciclo de histerese na temperatura. As temperaturas de transformação de fase são características de cada liga, e variam em função da composição química e de tratamentos térmicos (OTSUKA & REN, 1999; WU & LIN, 2000).

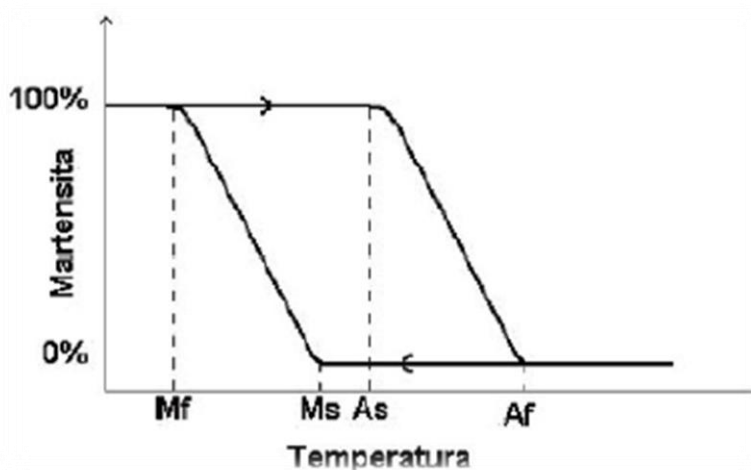


Figura: 2 - Evolução da fração de martensita com a temperatura M_f e A_f . Fonte: Shaw & Kyriakides (1995).

Para ligas com EMF são definidas quatro temperaturas características, e a influência dessas devido às propriedades termomecânicas é muito importante para o tipo de comportamento que irão apresentar quando solicitadas. Estas temperaturas podem ser calculadas com o uso de várias técnicas como a calorimetria diferencial (DSC) e variação da resistência elétrica, entre outras.

Na figura 3 abaixo ilustra uma curva típica de caracterização térmica para uma LMF. De acordo com essa curva é possível determinar as temperaturas críticas:

- Ms - Temperatura de início da transformação direta (austenita - martensita);
- Mf - Temperatura de termino da transformação direta (austenita - martensita);
- As - Temperatura de início da transformação reversa (martensita - austenita);
- Af.- Temperatura de termino da transformação reversa (martensita - austenita);

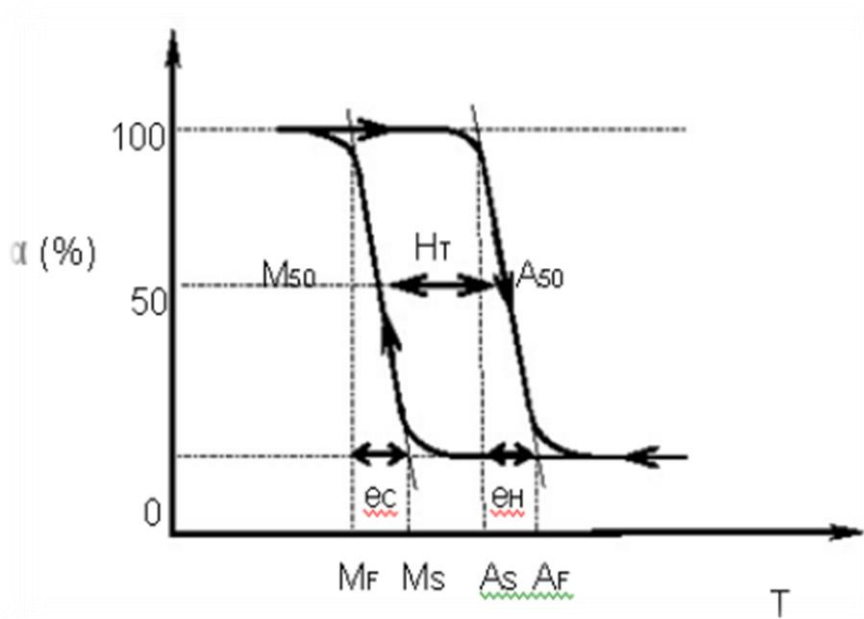


Figura: 3 - Representação esquemática da curva típica de transformação numa LMF. Fonte: GONZALEZ (1993).

Os índices da figura 3 significam respectivamente:

α - fração da martensita transformada;

MS - temperatura do início da transformação martensítica; MF - temperatura do fim da transformação martensítica;

M50 - temperatura a 50% da fração de martensita transformada; AS - temperaturas do início da transformação austenítica;

AF - temperatura do fim da transformação austenítica; A50 - temperatura a 50% da transformação austenítica;

HT - Histerese térmica de transformação ($HT = A50 - M50$); eC – amplitude térmica de resfriamento ($eC = MF - MS$);

eH – amplitude térmica de aquecimento ($eH = AF - AS$) .

2.2 SUPERELASTICIDADE E TAXA DE DEFORMAÇÃO

2.2.1 SUPERELASTICIDADE

As ligas policristalinas que possuem características superelásticas são aquelas que quando submetida a um ciclo de carregamento-descarregamento, tem a capacidade de recuperar praticamente ou totalmente sua forma inicial.

O fenômeno da superelasticidade em ligas com EMF está associado a uma grande deformação não-linear, recuperável após o carregamento e descarregamento. A transformação gradual da austenita em martensita ocorre pela aplicação de uma tensão crescente na austenita. Quando a força é removida, a transformação martensítica reversa ocorre, segue-se uma recuperação elástica da austenita e o material recupera a forma original. Além disso, no efeito superelástico, a dissipação de energia (amortecimento) é observada após os ciclos de carga-descarga (MONTECINOS et al., 2006).

Na Figura 4 abaixo está mostrando o comportamento mecânico de um material que apresenta características superelásticas. No ponto (a) o material está livre de tensões, ou seja, não apresenta deformação. À medida que se aplica uma determinada tensão, o material irá sofrer uma transição do regime elástico, passando do ponto (a) ao ponto (b). Onde o ponto (b) é considerado tensão crítica para o surgimento da martensita demaciada, onde tem o início da formação da nucleação e crescimento da martensita induzida pela tensão. Entre o ponto (b) e (c) está representado o crescimento das variantes de martensita induzida pela tensão, no qual existe uma grande ampliação da deformação do material com a tensão quase constante. Pode-se observar que no ponto (c) ao (d) a tensão aplicada é reduzida e a deformação é recuperada pela temperatura de transformação, havendo uma existência da recuperação elástica da deformação do material. O ponto (d) demonstra a instabilidade da martensita imposta pela tensão induzida. A partir deste ponto o material sofre a temperatura de resfriamento, que vai do ponto (d) ao ponto (e). A deformação residual é recuperada pelo efeito elástico (SANTOS, 2013).

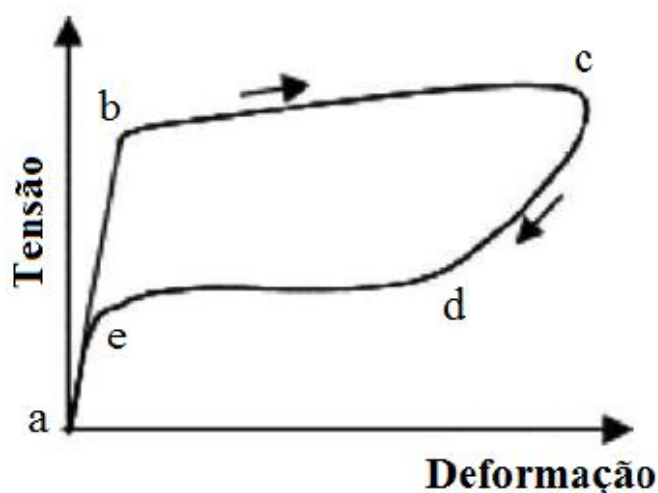


Figura: 4 - Comportamento mecânico típico da SE. Fonte: CHOPRA (2002).

2.2.2 TAXA DE DEFORMAÇÃO

Quando uma tensão é imposta no material, há um aquecimento em seu interior devido à transformação martensítica. A taxa de deformação tem grande influência no ciclo de histerese do material. Pois, à medida que a velocidade carregamento diminui, a deformação residual aumenta, ou seja, a histerese do material aumenta.

Estudos apontaram um aumento na capacidade de amortecimento da liga à medida que se eleva a velocidade de sollicitação (LIU et al,1997) em ligas NiTi. Entretanto, resultados parecidos foram obtidos para uma velocidade moderada da sollicitação (LIN et al., 1993; PIEDBOEUF et al.,1998; WOLONS et al., 1998) . Em contrapartida, outros autores chegaram a um consenso que com o aumento das velocidades de carregamento o ciclo histerético tem um decréscimo, abaixando assim a energia dissipada (DESROCHES et al., 2002; DOLCE et al., 2001; KOLOMYTSEV et al., 2001).

Uma das razões mais consideradas para a discrepância de resultados obtidos é o fato de que o aquecimento da liga no processo de carregamento aumenta à medida que se cresce a velocidade de carregamento, ocasionando à perda gradual da superelasticidade da liga. Outro caminho que é levado em consideração são os diferentes intervalos de deformação escolhidos para os ensaios realizados. Quando se assume um intervalo de deformação pequeno, a velocidade a que se carrega a liga terá pouca influência nos resultados obtidos, enquanto para um intervalo maior, a velocidade desempenha um papel mais preponderante (DESROCHES & SMITH, 2003).

2.3 TAMANHOS DE GRÃO E LIGAS COM ALTA HISTERESE

2.3.1 TAMANHO DE GRÃO

(MONTECINOS et al., 2008) estudaram a influência do tamanho do grão no comportamento pseudoelástico de uma liga Cu-Al-Be. No experimento foi utilizado corpos de prova cilíndricos com 3 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento. Para obtenção de tamanho de grãos diferentes, as amostras foram recozidas à temperatura de 800°C em tempos diferentes, levando ao crescimento de grãos com um expoente cinético em torno de 0,5. Portanto, eles concluíram que a tensão inicial para a indução da martensita, a pseudoelasticidade e a histerese de tensão (diferença entre tensões de carregamento e descarregamento) diminui com o aumento do tamanho do grão.

Com o objetivo de refinar a microestrutura grosseira de ligas Cu-Al-Be, Albuquerque (2010) utilizou a inoculação do elemento Nb na liga fundida e concluiu que pequenas porcentagens desse elemento, aproximadamente de 0,5% em peso, tem influência diretamente no refinamento dos grãos da ordem de 19 vezes comparando com uma liga que não apresenta a presença de Nb.

Analogamente, Cândido (2010) manipulou porcentagens crescentes, em peso, com o intuito de avaliar a capacidade do elemento cromo (Cr) em refinar a microestrutura grosseira das ligas Cu-Al-Be. De acordo com esse estudo, pode-se verificar que a presença de até 0,2% de Cr proporciona uma redução significativa no tamanho médio dos grãos sem ocasionar mudanças de fase na microestrutura da liga estudada. A partir de 0,3% de Cr até 0,5% a redução de tamanho de grão é ainda mais significativa, no entanto, ocorre uma variação nas TPTF e a liga inicialmente austenítica se transforma em uma fase martensítica.

Outro sistema analisado foi à liga Cu-Zn com grãos extremamente grandes, no qual uma recuperação de forma de 10% foi conseguida por SUTOU et al. (2005) apud SCHROEDER et al.(19976). Desse modo, ligas com EMF policristalinas com tamanhos de grão excessivos são geralmente frágeis e tendem a possuir falhas intergranulares devido ao grande nível de relação ordem-desordem entre as fases β com as fases B2, DO3 ou L21. A fase β possui uma elevada anisotropia elástica (FUNAKUBO, 1987) o que provoca um

declínio em sua resistência à fadiga e uma pequena taxa de recuperação de forma (SUTOU, OMORI et al., 2005).

A Figura 5 (a) mostra as curvas de tensão-deformação obtidas por testes de compressão a 280 K em amostras com três tamanhos de grão representativos: $1,1 \pm 0,07$ mm, $0,72 \pm 0,04$ mm e $0,07 \pm 0,001$ mm. As curvas são típicas do ciclo pseudoelástico onde a primeira parte linear corresponde ao regime elástico da fase, a derivação da linearidade é associada com o início das transformações de martensita e o estresse correspondente ao final da parte linear será referido à tensão de início de martensita. O estágio subsequente de tensão-deformação corresponde ao progresso da transformação martensítica. Ao remover a carga, forma-se um laço de histerese e obtém-se uma recuperação quase completa da deformação, os ciclos pseudoelásticos mostram mudanças significativas com o tamanho do grão. A variação da tensão com o tamanho do grão a diferentes temperaturas é apresentada na Figura 5 (b) a tensão aumenta conforme o tamanho do grão diminui, e maiores tensões são necessárias com o aumento da temperatura (MONTECINOS & CUNIBERTI, 2011).

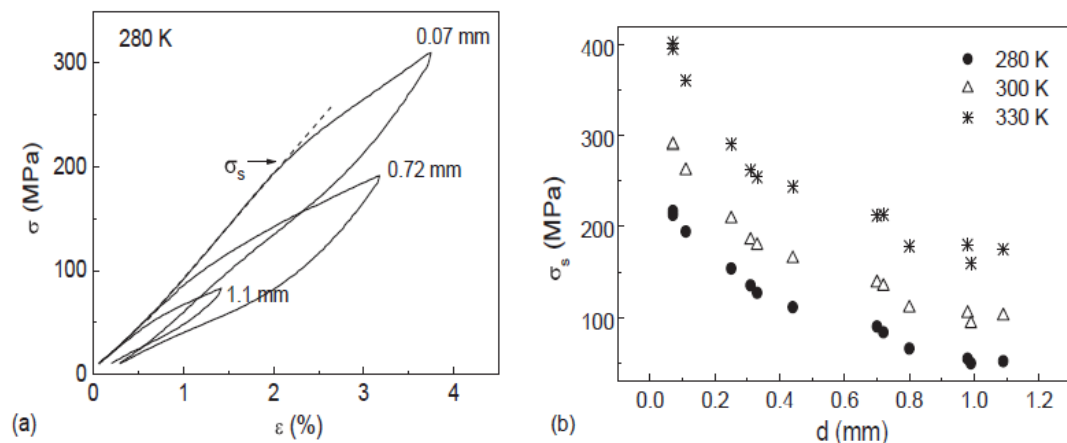


Figura: 5 - (a) Mostra as curvas obtidas por ensaios de compressão a 280 K em amostras com diferentes tamanhos de grão e a (b) ilustra a variação do tamanho do grão em diferentes temperaturas. Fonte: Montecinos & Cuniberti (2011).

2.3.2 LIGAS COM ALTA HISTERESE

Essa característica de ligas com EMF adquirirem alta histerese vem sendo cada vez mais estudadas pelos pesquisadores, uma vez que estas ligas tem um bom desempenho em aplicações voltadas para dispositivos de união.

Abramov et al.(2006) estudaram de forma detalhada a estrutura, transformação martensítica e propriedades funcionais em ligas Ti-Ni-Nb com o efeito memória de forma. Chegando a uma conclusão que a adição de Zr as ligas Ti-Ni-Nb além de produzir um aumento na largura da histerese térmica das ligas, melhoraram as propriedades funcionais do material. Além disso, concluíram que o uso de altas temperaturas dos tratamentos termomecânicos era um método bastante eficiente para a otimização das propriedades das ligas Ti-Ni-Nb com efeito de memória de forma.

O efeito da pré-deformação na histerese de transformação e na superelasticidade para uma liga Ni-Ti-Nb (4,5% atômico Nb) foi pesquisado por Zhao et al.(2006) e analisaram os resultados com os obtidos para liga Ni-Ti-Nb (9% atômico Nb). Eles observaram que a histerese apresentada pela liga com 4,5% Nb era um pouco menor que a histerese apresentada para liga com 9% Nb para o mesmo nível de pré-deformação. Em tal caso, concluíram que a grande quantidade isolada da fase β -Nb na liga com 9% Nb não é o fator predominante para o aumento da histerese, e que a adição de Nb dissolvido na matriz Ni-Ti seria o aspecto predominante para o aumento da histerese.

HE et al.(2004) analisaram o efeito da deformação no comportamento da transformação martensítica inversa induzida por tensão em ligas Ni-Ti-Nb, Os autores utilizaram ligas com diferentes frações molares do elemento Nb. Nessa pesquisa, eles aplicaram uma deformação nas amostras no estado austenítico em uma temperatura $M_i + 30^\circ\text{C}$, e observaram que o teor de Nb tem influência sobre a transformação martensítica induzida por tensão. Logo após, estudaram a estabilização da martensita induzida por tensão com relação à martensita induzida termicamente e, verificaram que a quantidade de Nb influenciava na temperatura de início da transformação reversa, bem como a histerese de temperatura da transformação induzida por tensão. Diante disso, concluíram que o aumento na histerese da transformação pode ser explicado com base na estrutura macroscópica e na distribuição da energia de deformação elástica da liga.

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Na Figura 1, encontra-se o diagrama que ilustra a sequência das atividades necessárias para adquirir as ligas com efeito memória de forma para obtenção das propriedades termomecânicas através de ensaios de quantificação de superelasticidade.



Figura: 6 - Diagrama das atividades necessárias à quantificação das propriedades termomecânicas das ligas estudadas. Fonte: Dados do autor, 2018.

Foram fundidas ligas Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni em quantidades aproximadamente de 2 Kg em atmosfera ambiente e aquecimento indutivo em um cadinho de grafite partindo-se das ligas mães Cu-4Be e Nb-35,4Ni. O aquecimento indutivo foi realizado com auxílio de um gerador de alta frequência da Polytron com potência de saída de 30 KVA. Após fusão as ligas foram vazadas em molde metálico com a seguinte forma: molde de aço com capacidade para 06 corpos de provas de forma cilíndrica com 16 mm de diâmetro e 120 mm de comprimento, como mostra a figura 7, sendo o preenchimento do molde pela parte inferior.



Figura: 7 - Molde para obtenção dos corpos de prova cilíndrico. Fonte: Dados do autor, 2018.

3.1 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Após o processo de fundição as ligas foram homogeneizadas a 850°C durante 12 horas em um forno do tipo mufla, modelo 0912 da JUNG sem controle de atmosfera, sendo em seguida temperadas em água a 25°C. Este procedimento gerou o efeito memória de forma nas ligas. Posteriormente, ao processo de homogeneização dos lingotes, foram elaborados corpos de prova para ensaios termomecânicos das ligas através da usinagem por torneamento. As temperaturas de transformação de fase austenina-martensita e da transformação reversa martensita-austenita foram determinadas por calorimetria diferencial de varredura utilizando-se um equipamento DSC-60 da Shimadzu em taxas de aquecimento e refrigeração de 10°C/min. As amostras usadas no ensaio de DSC possuíam geometria cilíndrica com dimensões aproximadas de Ø5 x 1,6 mm e massa de aproximadamente 208 mg. Essas amostras foram extraídas, através de usinagem por eletroerosão, a partir dos corpos de prova tratados termicamente.

A observação da morfologia das fases foi realizada a temperatura de 25°C com auxílio de um microscópio ótico Axiotech 30 da Carl Zeiss. As ligas foram previamente lixadas com lixas e granulometrias variando de 380 até 1200 granos, em seguida polidas utilizando alumina com 1 e 0,3 µm e atacadas quimicamente com uma solução aquosa de cloreto de ferro durante um intervalo 10 s.

Os ensaios de quantificação da superelasticidade das ligas Cu-11,8Al-0,65Be-0,5Nb-0,27Ni foram realizados em corpos de provas conforme ilustração da figura 8. Estes corpos de prova foram ensaiados com ajuda do dispositivo (garra) como está mostrado na figura 9.

Os ensaios para a quantificação da superelasticidade foram realizados nas temperaturas de -50°C, -30°C, 0°C, 25°C e 50°C, com deformações máximas de 4, 5, 6 e 7%. O ensaio consiste em deformar os corpos de prova, como os mostrados na figura 8, em cada temperatura até uma determinada deformação, retirar o carregamento sobre o corpo de prova (tensão $\sigma = 0$). Os ensaios foram realizados empregando-se uma máquina de tração estática e dinâmica Servo Pulser EHF da Shimadzu equipada com uma célula de carga de 50 KN e câmara de aquecimento e refrigeração, como mostrada na figura 9. A quantificação da superelasticidade foi realizada pelo controle de deslocamento do cabeçote transversal da máquina de tração. Verificou-se também a evolução da deformação residual através dos

ensaios de quantificação da superelasticidade variando o número de ciclos carga-descarga aplicados aos corpos de prova em ambas as ligas.

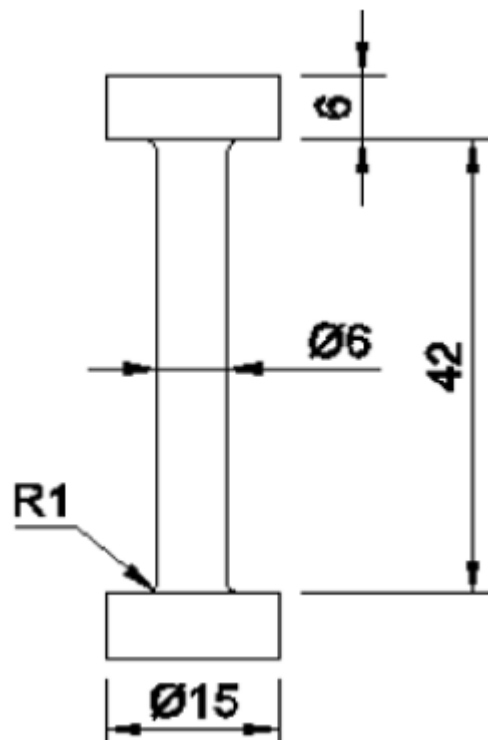


Figura: 8 - Dimensões em mm do corpo de prova cilíndrico para ensaio mecânicos. Fonte: Dados do autor, 2018

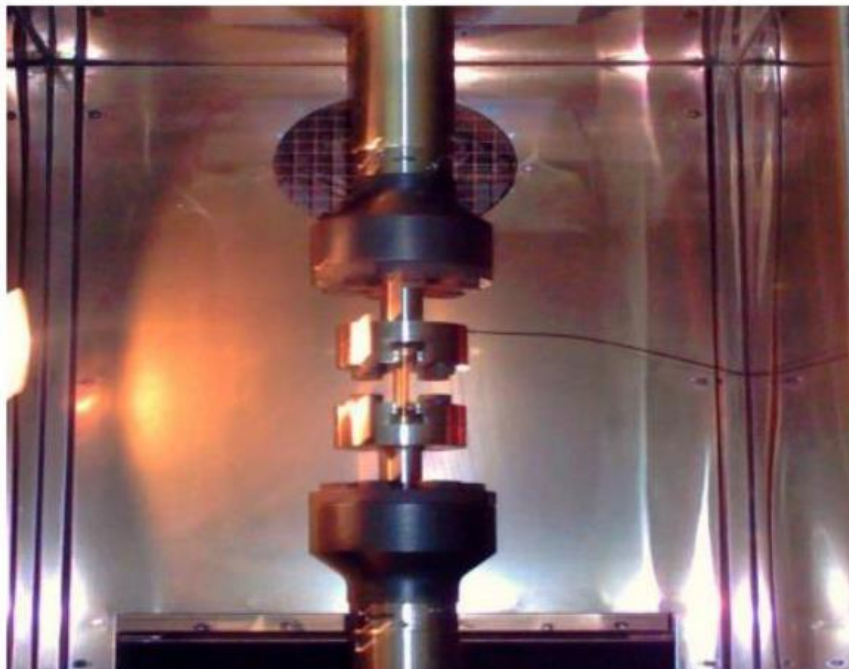


Figura: 9 - Montagem experimental destacando o corpo de prova e dispositivo (garra) dentro da câmara de aquecimento e refrigeração durante o ensaio de tração cíclico. Fonte: Dados do autor, 2018.

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Diante disso, pode-se concluir que o lingote obtido a partir da fundição da liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni com o preenchimento do molde, figura 7, pela parte inferior permitiu a eliminação de vazios e a obtenção de 06 corpos de prova com bom acabamento como está esboçado na figura 10.



Figura: 10 - Corpos de Prova Bruto de Fusão. Fonte: Dados do autor, 2018.

Na figura 11 está representado o termograma obtido através da técnica DSC com a liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni, onde é possível observar-se as temperaturas de transformação da austenita em martensita (M_i e M_f) e as temperaturas de transformação reversa da martensita em austenita (A_i e A_f). Essas temperaturas de transformação de fase foram obtidas pelo método gráfico das tangentes através do software Ta60 da Shimadzu.

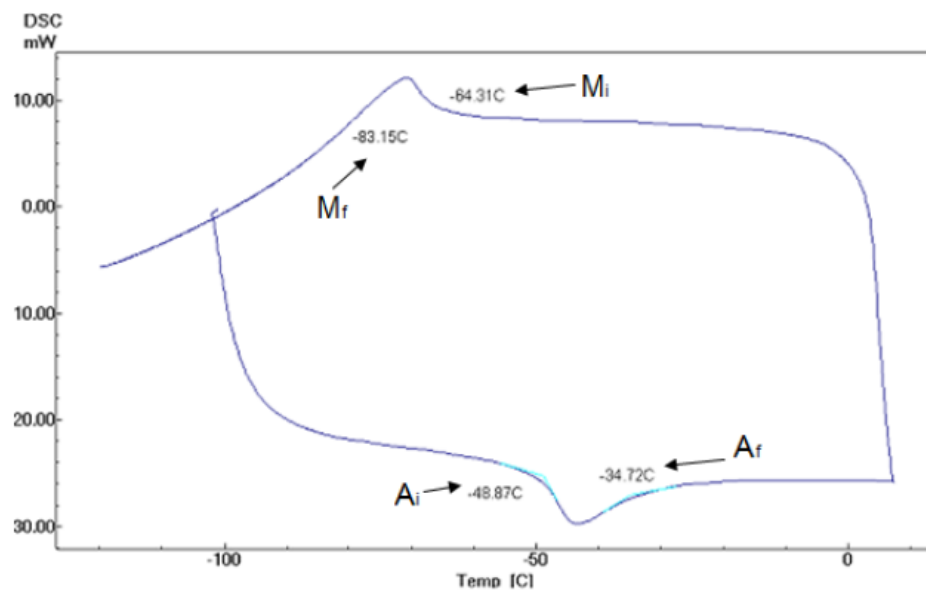


Figura: 11 - Análise Térmica via DSC de uma liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni. Fonte: Dados do autor, 2018.

Através da figura 12 é possível observar que apresenta completamente austenita. Além disso, com o rápido resfriamento, propiciado pela lingoteira em aço, foi possível, mesmo após o tratamento de homogeneização e têmpera, a obtenção de uma granulometria média de 120 μm para a liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni, como pode ser observado na imagem.



Figura: 12 - Presença da austenita na liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni. Fonte: Dados do autor, 2018.

Na figura 13, representamos o ensaio de tensão-deformação para deformação de 6% na temperatura de -30°C e velocidade de carregamento (VC) 0,02 mm/s. Observa-se, após o retorno da carga a zero, uma recuperação superelástica máxima de aproximadamente 3,2%, para uma deformação total de 6%, na temperatura de -30°C . Esta recuperação pseudoelástica, de 3,2%, foi obtida retirando-se da deformação total de 6% a deformação residual de 2,8%.

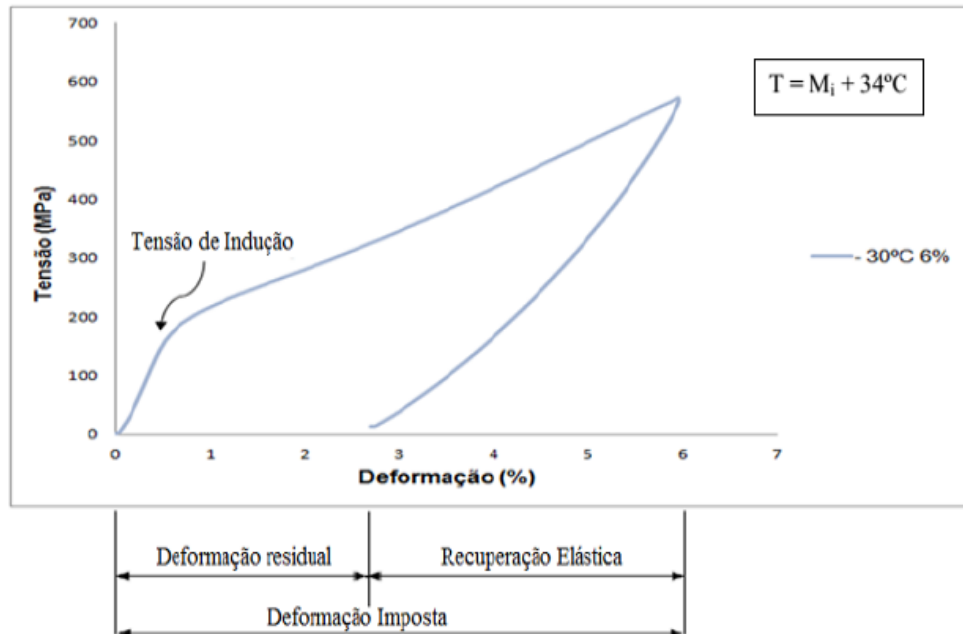


Figura: 13 - Ensaio típico para quantificação da superelasticidade na Temperatura de -30°C para liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni com VC de 0,02 mm/s. Fonte: Dados do autor, 2018.

Na figura 14, representamos os ensaios de tensão-deformação para deformações impostas entre 4 e 6% e para temperaturas de 25°C e velocidade de carregamento 0,02 mm/s. Podemos verificar que para deformação imposta de 4% a superelasticidade da liga foi de 87,5%, enquanto que, para deformação imposta de 6%, a superelasticidade foi de 68,33%.

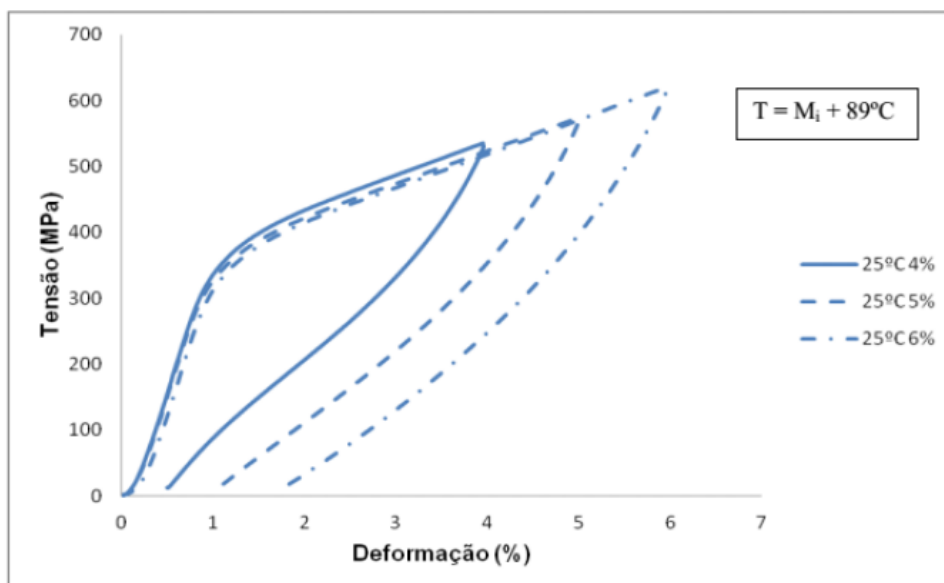


Figura: 14 - Ensaio para quantificação da superelasticidade na Temperatura de -30°C para liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni com VC de 0,02 mm/s. Fonte: Dados do autor, 2018

Nas figuras 15 e 16, representamos os ensaios de tensão-deformação para deformações impostas de 4 e 6% e para temperaturas de -5 e 50°C e velocidade de carregamento 0,02 mm/s. É possível observar que com a diminuição da temperatura, é necessário uma tensão um pouco menor para impor a mesma deformação, por exemplo, para uma deformação máxima de 4% a tensão correspondente é de aproximadamente 500 MPa em $T = 50^\circ\text{C}$, já na temperatura de -5°C necessita-se de uma tensão em torno 390 MPa para impor a mesma deformação de 4%. Verifica-se ainda que a superelasticidade da liga na temperatura de -5°C , para deformação imposta de 4% a superelasticidade da liga foi de 85%, enquanto que, para deformação imposta de 6%, a superelasticidade foi de 41,7%.

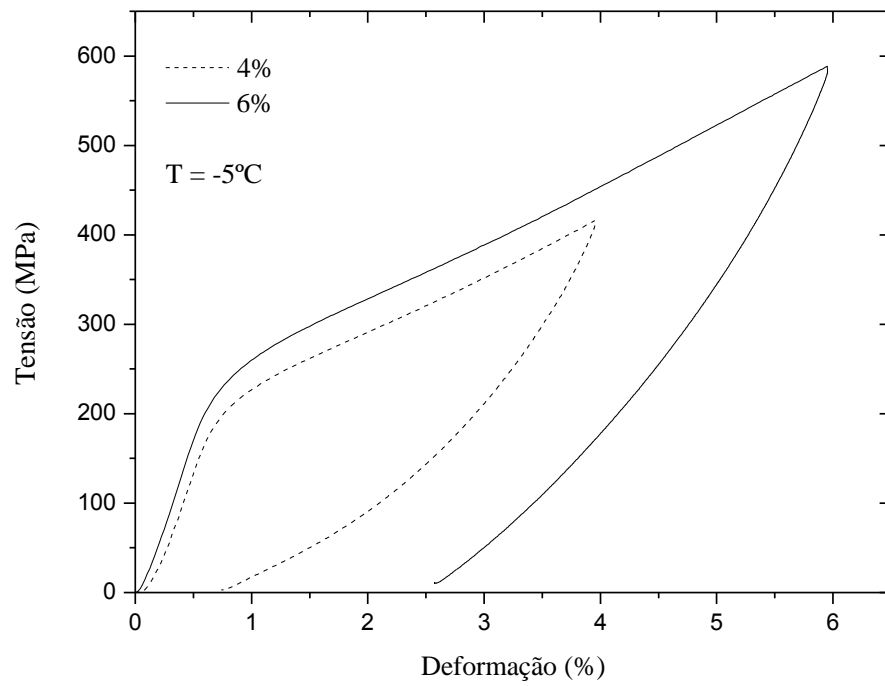


Figura: 15 - Ensaio para quantificação da superelasticidade na temperatura de -5°C para liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni com VC de 0,02 mm/s. Fonte: Dados do autor, 2018.

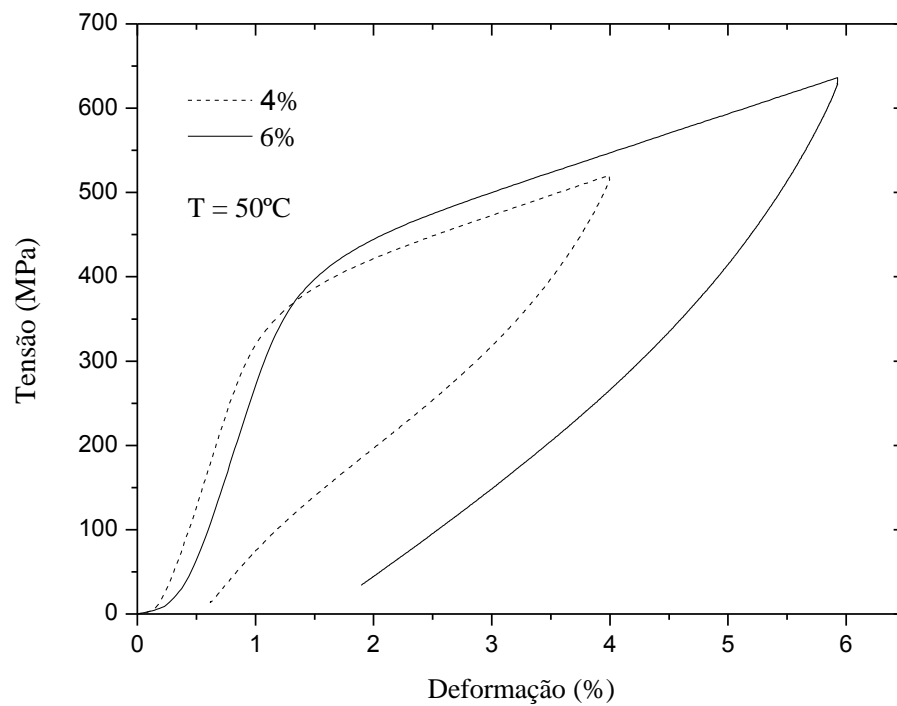


Figura: 16 - Ensaio para quantificação da superelasticidade na temperatura de 50°C para liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni com VC de 0,02 mm/s. Fonte: Dados do autor, 2018.

Na figura 17 representamos o comportamento da deformação residual com relação à temperatura de deformação, para uma deformação imposta de 6% e velocidade de carregamento 0,02 mm/s. Observa-se que essa deformação residual diminui com o aumento da temperatura de deformação. Estas deformações residuais estão ligadas a retenção de parte da martensita induzida por tensão, após o descarregamento (GUEDES, 2008; FRANÇA, 2009). Estes pesquisadores observaram que esta martensita residual só se transforma em austenita após um longo período à temperatura ambiente ou após aquecimento em elevadas temperaturas ($T > 200^{\circ}\text{C}$). LI et al (2005) verificaram um aumento da deformação residual com o aumento da deformação imposta a liga Cu-Al-Mn-Zn-Zr. Os autores observaram que essa deformação residual é responsável pelo aumento da histerese térmica da liga.

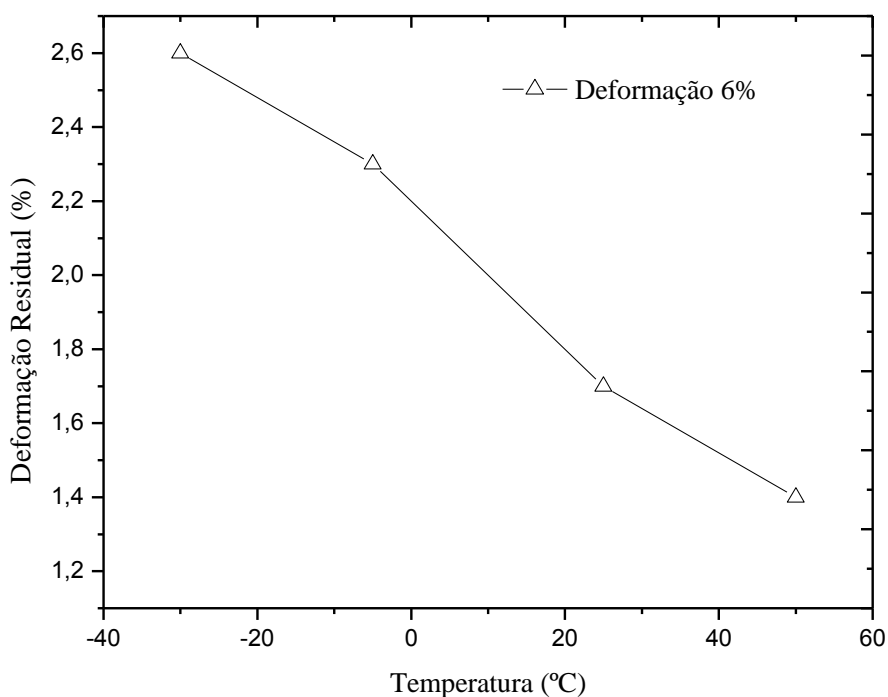


Figura: 17 - Deformação residual em função da temperatura de deformação na liga Cu -11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni com velocidade de carregamento 0,02 mm/s. Fonte: Dados do autor, 2018.

A figura 18 mostra os ensaios cíclicos tensão-deformação obtidos com velocidades de carregamento diferentes. É possível observar que, à medida que a velocidade de carregamento diminui, a deformação residual aumenta. Durante o carregamento ocorre um aquecimento, devido à transformação martensítica provocada por tensão, que é uma transformação exotérmica, este fenômeno pode modificar a temperatura do interior do corpo de prova, gerando, dessa forma uma recuperação por efeito térmico da martensita induzida por tensão. Assim, pode-se explicar que, para baixas taxas de deformação, a condição de

transformação quase estática está mais próxima e, conseqüentemente, esse aquecimento tende a ser minimizado, o que ocasiona uma grande quantidade de martensita residual. Ainda é possível observar através da figura que a tensão de indução aumenta com o aumento da taxa de deformação. Este resultado está em conformidade com resultados obtidos por ENTEMEYER, (1996) para uma liga Cu-Al-Be.

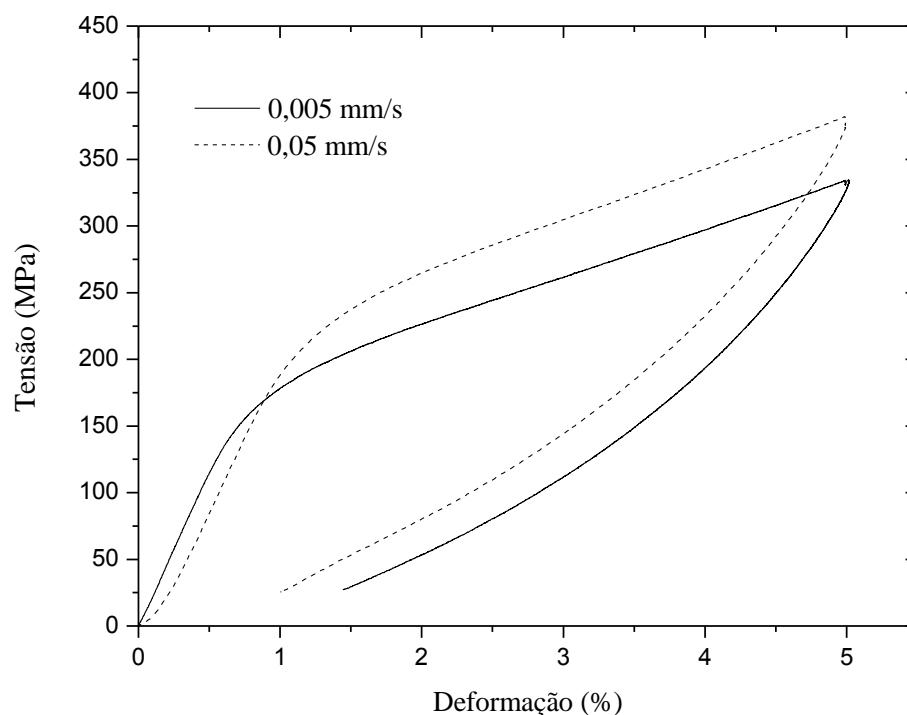


Figura: 18 - Ensaio para quantificação da superelasticidade na Temperatura de 25°C para liga Cu-11,8Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni. Fonte: Dados do autor, 2018.

A recuperação elástica da liga em função da pré-deformação para uma velocidade de deformação de 0,004 mm/s na temperatura de -30°C é mostrada na figura 19. Podemos observar que a recuperação elástica cresce com a pré-deformação. Verificamos que para uma pré-deformação de 7% temos uma recuperação elástica de aproximadamente 43% da pré-deformação imposta.

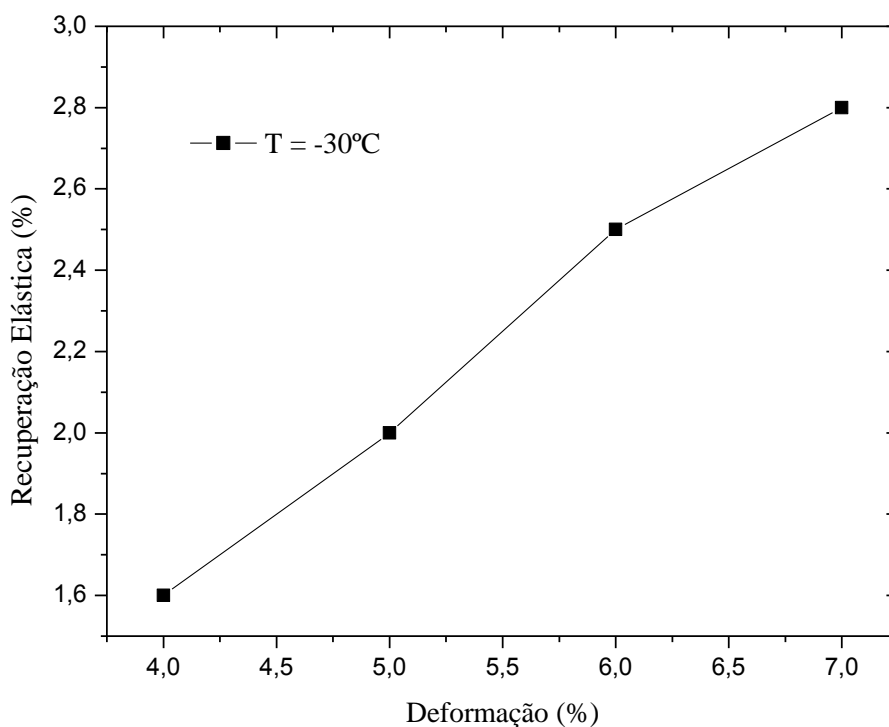


Figura: 19 - Recuperação elástica em função da pré-deformação na liga Cu-11,8-Al-0,6Be-0,5Nb-0,27Ni a temperatura de -30°C com VC de 0,004 mm/s. Fonte: Dados do autor, 2018.

CAPÍTULO V

5. CONCLUSÕES

Foi possível observar que, quanto mais alta a temperatura do ensaio, em relação ao M_i , menor a deformação residual.

Observou-se que a tensão para impor à mesma deformação máxima a liga foi tanto menor, quanto menor a temperatura de deformação.

A taxa de aquecimento durante a deformação contribui para o aumento da deformação residual.

A deformação residual aumenta com a diminuição da velocidade de deformação. A deformação residual está associada à martensita retida, isto é, fração da martensita induzida por tensão que não transformou em austenita.

CAPÍTULO VI

6. REFERÊNCIAS

ABRAMOV, V. Ya., ALEKSANDROVA, N.M., BOROVKOV, I. Yu., et al. **“Martensitic transformations and functional properties of thermally and thermomechanically treated Ti–Ni–Nb-based alloys”**. Materials Science and Engineering A., v. 438-440, p. 553–557, 2006.

ALBUQUERQUE, V. H. C. D. **Efeito da Adição de Nb e Ni em Propriedades Mecânicas de uma Liga com Efeito Memória de Forma CuAlBe**. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2010. 72 p.

AN HUMBEECK, J. – **On the damping behaviour of NiTi shape memory alloy**. Journal de Physique, Vol. IV, 7, 1997, p. C5-519.

BRINSON, L. C. **One-Dimensional Constitutive Behavior of Shape Memory Alloys: Thermomechanical Derivation with Non-Constant Material Functions and Redefined Martensite Internal Variable**. Journal of Intelligent Material Systems and Structures, Abril de 1993. n. 2, v. 4. p. 229–242.

CÂNDIDO, G. V. D. M. **Efeito da Adição de Cromo Sobre a Microestrutura e Propriedades Termomecânicas em Ligas Cu-Al-Be com Efeito Memória de Forma**. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2010. 67 p.

CHOPRA, I. **Review of State of Art of Smart Structures and Integrated Systems**. AIAA Journal, Nov. de 2002. n. 11, v. 40. p. 2145–2187.

CUNIBERTI, A., MONTECINOS, S., LOVEY, F.C., 2009. **-phase precipitates on the martensitic transformation of -CuAlBe shape memory alloy**, Intermetallics 17, p. 435.

DESROCHES, R.; SMITH, B. – **Shape memory alloys in seismic resistant design and retrofit: a critical review of their potential and limitations.** *Journal of Earthquake Engineering*, Vol. 7, 3, 2003, p. 1-15.

DESROCHES, R.; SMITH, B. – **Shape memory alloys in seismic resistant design and retrofit: a critical review of their potential and limitations.** *Journal of Earthquake Engineering*, Vol. 7, 3, 2003, p. 1-15.

DOLCE, M.; CARDONE, D. – **Mechanical behaviour of shape memory alloys for seismic applications 2.** Austenite NiTi wires subjected to tension. *International Journal of Mechanical Sciences*, 43, 2001, p. 2657-2677.

FERNANDES, FRANCISCO MANOEL BRAZ. **Ligas com Memória de Forma, Universidade Nova Lisboa CENIMAT.** Abril de 2003.

FERNANDES, FRANCISCO MANOEL BRAZ. **Ligas com Memória de Forma, Universidade Nova Lisboa CENIMAT.** Abril de 2003.

FUNAKUBO, H. **Shape Memory Alloys.** London: Gordon and Breach Science Publishers. 1987. 275 p.

HE, X. M., RONG, L. J., YAN, D. S., LI, Y. Y, “**TiNiNb wide hysteresis shape memory alloy with low niobium content**” *Materials Science and Engineering A*, v. 371, p. 193–197, 2004.

He, X. M., ZHAO, L., et al. **Study of the thermal physical properties of Ti₄₇Ni₄₄Nb₉ wide hysteresis shape memory alloy.** *Materials Science and Engineering A* 441 (2006) 167–169.

KOLOMYTSEV, V. et al. – **Effect of strain rate and sample size on features of non-linear deformation behaviour in TiNi-based ribbons and wires.** Em XXVIII Symposium of UIA, Maio, 1998, p. 13-15.

LAGOUDAS, D. (Ed.); QIDWAI, M. A.; ENTCHEV, P. B. et al. **Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications**. Boston, MA: Springer US, 2008. v. 1.

LI, Z., CAO, L. F., et al. **Deformation behavior of $\beta 1$ phase in polycrystalline CuAlMnZnZr shape memory alloy with wide transformation hysteresis**. Materials Science and Engineering: A, v.403, n.1–2, p.227-233. 2005.

LIN, H.; WU, S.; YEH, M. – **Damping characteristics of NiTi shape memory alloys**. Metall. Mater. A, 24, 1993, p. 2189-2194.

LIN, H.; WU, S.; YEH, M. – **Damping characteristics of NiTi shape memory alloys**. Metall. Mater. A, 24, 1993.

LIU, J.-L.; HUANG, H.-Y.; XIE, J. **Superelastic anisotropy characteristics of columnar-grained Cu–Al–Mn shape memory alloys and its potential applications**. Materials and Design, Beijing, 2015.

LIU, Y.; VAN HUMBEECK, J. – **On the damping behaviour of NiTi shape memory alloy**. *Journal de Physique*, Vol. IV, 7, 1997, p. C5-519.

MARTÍNEZ, R. S., 2001, **Caracterización de aleaciones base ni-ti producidas por solidificación rápida (melt-spinning)**. Tese D. Sc., Universitat de les Illes Balears, Illes Balears, Espanha.

MONTECINOS, S, CUNIBERTI, A, ROMERO, R, 2011. **Effect of grain size on the stress-temperature relationship in a CuAlBe shape memory β alloy**, Intermetallics 19, p. 35.

MONTECINOS, S., MORONI, M. O., SEPÚLVEDA, A. **"Superelastic behavior and damping capacity of CuAlBe alloys."** Materials Science and Engineering: A, v. 419, p. 91-97, 2006.

OLIVEIRA, Dannel Ferreira. . **Determinação das Propriedades Termomecânicas de Ligas Cu-Al-Ni e Cu-Al-Be com Efeito Memória de Forma para Utilização como**

Atuadores Mecânicos. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, 2009.

OTSUKA, K. AND C.M. WAIMAN, **Shape Memory Materials**, Cambridge University Press, 1988, pp 25.

OTSUKA, K.; REN, X. – **Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys.** Progress in Materials Science, Vol. 50, 5, Julho, 2005, p. 511-678.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. **Shape Memory Materials.** 1998. Cambridge university press. p. 284.

PIAO, M., OTSUKA, K., MIYAZAKI, S., et al. “**Mechanism of the AS temperature increase by pre-deformation in thermoelastic alloys**”. Materials Transactions, JIM, v. 34, p. 919-929, 1993.

PIEDBOEUF, M.; GAUVIN, R.; THOMAS, M. – **Damping behaviour of shape memory alloys: Strain amplitude, frequency and temperature effects.** Journal of Sounds and Vibrations, 214, 1998, p. 885-901.

ROGERS, C. A. **Intelligent material systems:the dawn of a new materials age.** Journal of Intelligent Materials System and Structures, Vol.4, Technomic Publishing Company,Lancaster, U.S.A., 1993.

SANTOS, L. DE A. **Aplicação de Método dos Elementos Finitos na Análise do Comportamento Mecânico de Instrumentos endodônticos de Níquel-titânio, Abr. 2013.** Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, MG.

SURESH, N.,RAMAMURTY, U. **Effect of aging on mechanical behavior of single crystal Cu–Al–Ni shape memory alloys.** Materials Science and Engineering: A, v.454–455, n.0, p.492-499. 2007

SUTOU, Y., OMORI, T., *et al.* **Effect of grain size and texture on pseudoelasticity in Cu–Al–Mn-based shape memory wire.** *Acta Materialia*, v.53, n.15, p.4121-4133. 2005.

WILLIAM D. CALLISTER, J., RETHWISCH, D. G. **Materials Science Engineering and Introduction.** USA: John Wiley and Sons, Inc. 2010. 1000 p.

WOLONS, D.; GANDHI, F.; MALOVRH, B. – **Experimental investigation of the pseudoelastic hysteresis damping characteristics of shape memory alloy wires.** *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 9, 1998, p. 116-126.

ZHAO, X., YAN, X., YANG, Y., XU, H., “**Wide hysteresis NiTi(Nb) shape memory alloys with low Nb content (4.5 at.%)**” *Materials Science and Engineering A.*, v. 438-440, p. 575–578, 2006.